

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

Generate Collection

Print

L3: Entry 25 of 33

File: JPAB

Nov 22, 1994

PUB-NO: JP406322479A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 06322479.A

TITLE: GOOD WORKABILITY HOT DIP PLATED HIGH STRENGTH STEEL SHEET EXCELLENT IN FATIGUE PROPERTY AND LOCAL DEFORMABILITY AND ITS PRODUCTION

PUBN-DATE: November 22, 1994

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

TAKAHASHI, MANABU

MATSUMURA, GIICHI

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C21D 8/02; C21D 9/46; C22C 38/28; C23C 2/02; C23C 2/06

ABSTRACT:

PURPOSE: To obtain a good workability hot dip plated high strength steel sheet excellent in fatigue durability and local deformability by forming a steel sheet having a specified compsn. constituted of C, Mn, Si, V, Ti, Nb and Fe into a specified microstructure.

CONSTITUTION: The hot dip plated high strength steel sheet excellent in characteristics has a compsn. contg., by weight, $\leq 0.06\%$ C, 0.2 to 3.0% Mn and $\leq 1.5\%$ Si, furthermore contg. total 0.005 to 0.3% of one or more kinds of alloy elements among $\leq 0.2\%$ V, $\leq 0.2\%$ Ti and $\leq 0.1\%$ Nb and moreover contg., at need, total $\leq 4.0\%$ of one or more kinds of alloy elements among $\leq 2.0\%$ Cu, $\leq 1.0\%$ Mo and $\leq 1.5\%$ Cr or one or two kinds of $\leq 0.01\%$ Ca and $\leq 0.1\%$ rare elements, and the balance Fe with inevitable impurities; and the main phase of the microstructure of the steel sheet finally obtd. is constituted of ferrite or bainite, and, as to iron carbides in grain boundaries, the occupying volume rate is regulated to $\leq 0.1\%$ and the maximum grain size is regulated to $\leq 1\mu\text{m}$.

COPYRIGHT: (C)1994, JPO

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] Less than [Si:1.5 % of the weight] is contained C:0.06 or less % of the weight and Mn:0.2-3.0% of the weight. One sort or two sorts or more of alloy elements in these are included 0.005 to 0.3% of the weight in total further V:0.2 or less % of the weight in less than [Ti:0.2 % of the weight] and not more than Nb:0.1 % of the weight. The main phase of the microstructure of the steel plate which consists of the remainder Fe and an unescapable impurity, and is finally obtained is a ferrite or bainite, and the pulse duty factor of the iron carbide in a grain boundary at 0.1% or less And the right workability hot-dipping high intensity steel plate excellent in the fatigue property characterized by the maximum particle diameter of this iron carbide being 1 micrometer or less, and local deformability.

[Claim 2] Cu: The right workability hot-dipping high intensity steel plate excellent in the fatigue property according to claim 1 characterized by including one sort or two sorts or more of alloy elements in these 4.0 or less % of the weight in total in less than [2.0 % of the weight], less than [Mo:1.0 % of the weight], and not more than Cr:1.5 % of the weight, and local deformability.

[Claim 3] calcium: Less than [0.01 % of the weight] or rare earth elements (REM): The right workability hot-dipping high intensity steel plate excellent in claim 1 characterized by containing one sort in these, or two sorts in 0.1 or less % of the weight of the range, or a fatigue property and local deformability given in two.

[Claim 4] The right workability hot-dipping high intensity steel plate excellent in a fatigue property and local deformability given in either of claims 1, 2, and 3 characterized by the martensite in a microstructure and the sum total of the rate of area of a pearlite being less than 4%.

[Claim 5] The right workability hot-dipping high intensity steel plate excellent in a fatigue property and local deformability given in either of claims 1, 2, 3, and 4 characterized by being satisfied with coincidence of $\lambda_{\text{dax}}/\sigma \geq 50$ and $\sigma_w/\sigma \geq 0.6$.

[Claim 6] In performing hot dipping to a steel plate The maximum heating temperature of a hot-dipping process The range of the formula (B) specified by the weight ratio $(\text{Ti}+\text{Nb}) / \text{C}$ of the formula (A) or CT and Ti+Nb as which (it is called ST(degree-C)) is specified by weight ratio V/C of the winding temperature at the time of hot-rolling (referred to as CT (degree C)) and the addition of V and C, and C addition at least either The manufacture approach of a right workability hot-dipping high intensity steel plate excellent in a fatigue property and local deformability given in either of claims 1, 2, 3, 4, and 5 characterized by being satisfied.

[Equation 1]

$$(A) \left(1500 - \sqrt{1500^2 - 4 \cdot (551000 - 1400 \frac{V}{C} + 21.3CT)} \right) / 2 \leq ST$$

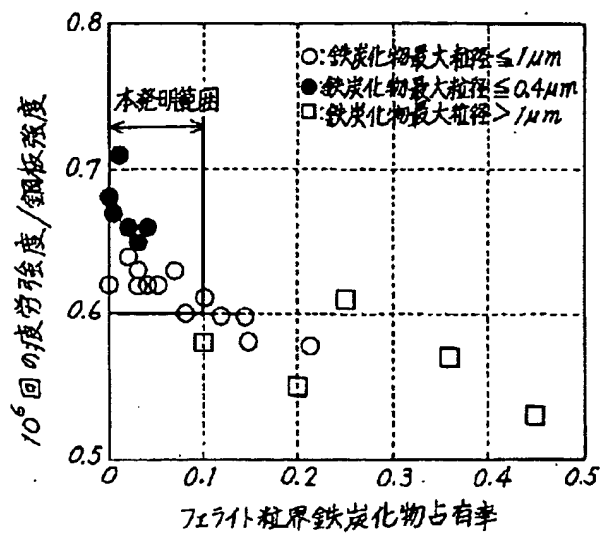
$$\cong \left(1500 + \sqrt{1500^2 - 4 \cdot (551000 - 1400 \frac{V}{C} + 21.3CT)} \right) / 2$$

[Equation 2]

$$(B) ST \leq 1750 - 28 \left(\frac{Ti + Nb}{C} \right)^2 - 2.0 \frac{CT}{\sqrt{\frac{Ti + Nb}{C}}}$$

[Translation done.]

Drawing selection | Representative drawing



[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] This invention is used for the structures, such as an automobile, and relates to lightweight-izing of structure, energy saving, and the hot-dipping high intensity steel plate which can contribute to improvement in safety and its manufacture approach.

[0002]

[Description of the Prior Art] high-intensity-izing of steel materials -- ** -- there are organization strengthening using low-temperature transformation products, such as precipitation strengthening of the ferrite matrix by detailed sludges, such as solid solution strengthening of the ferrite matrix by alloy elements, such as Si and Mn, **Nb, and Ti, V, ** pearlite, bainite, and martensite, fine grain strengthening by detailed-izing of ** ferrite particle size, processing strengthening by ** cold working, etc., and the product which employed each description efficiently is supplied to the commercial scene.

[0003] In applying a high intensity steel plate to the structures, such as an automobile, and aiming at lightweight-izing, energy saving, improvement in safety, etc. a rise of a steel plate on the strength -- the various workability ability (for example, a deep-drawing moldability --) of (1) steel plate The improvement in stretch-forming nature, burring workability, etc., maintenance of (2) weldability and a heat-resistant softening degree, improvement, maintenance of (3) endurance (for example, fatigue endurance and corrosion endurance), improvement, etc. are required, and the combination of the property which changed with use parts is required. For example, when a high intensity steel plate is applied to the roadwheel disk for automobiles, the steel plate excellent in high press-forming nature (especially ductility) and fatigue endurance is demanded.

[0004] The ferrite / martensite 2 phase organization steel plate (the so-called Dual Phase:DP steel plate) is proposed as what meets such a demand (for example, JP,56-18051,B and JP,59-45735,B). This DP steel plate is excellent in fatigue endurance compared with the high intensity steel plate strengthened by other various strengthening devices, and is contributing to the thinning (lightweight-izing) and the improvement in endurance in a roadwheel disk. Moreover, by the part by which complicated fabrication is demanded, the Takanobu nature high intensity steel plate (JP,63-4017,A) which improvement in homogeneous deformation ability is required, for this reason contains retained austenite at a room temperature is proposed. Moreover, the Takanobu nature high intensity steel plates (JP,61-19733,A etc.) of Si addition mold are proposed as a steel plate which raised the local deformability represented with the circumference components of a guide peg of an automobile etc. by the spreading nature which poses a problem. In case it applies to the structures, such as an automobile, as a steel plate which combines the welding (spot welding, butt welding, arc welding, etc.) nature and the heat-resistant softening property which become important, and workability, the low alloy high intensity steel plate (HSLA steel plate) of a precipitation-strengthening mold is used widely.

[0005]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] However, the precipitation-strengthening high intensity steel plate excellent in the Takanobu nature high intensity steel plate, the weldability, the heat-resistant

softening property, and spreading workability of Si addition mold excellent in the local deformability represented by spreading processing which was mentioned above is inferior to fatigue endurance compared with DP steel, and is not used for the part to which fatigue endurance is demanded. On the other hand, since spreading workability is greatly inferior in DP steel plate which is excellent in fatigue endurance compared with other high intensity steel plates, the use part is restricted.

[0006] Thus, by the part positioned as an important Safety Department article in the structures, such as an automobile, in spite of requiring coexistence of improvement in fatigue endurance, and improvement in the local deformability represented by spreading nature generally, the steel plate which is now satisfied with coincidence of these both, and its manufacture approach are not shown. Therefore, both the purposes of this invention are to offer the hot-dipping high intensity steel plate with which are satisfied of fatigue endurance and spreading nature, and its manufacture approach.

[0007]

[Means for Solving the Problem] It found out that this invention persons were able to reconcile the high fatigue strength which uses the main phase organization as a ferrite or bainite and by which the hot-dipping steel plate which controlled the amount and size of the iron carbide which exists in a grain boundary has been made conventionally difficult as a result of investigating the rule factor of fatigue strength or local deformability fundamentally through various experimental examination, and good spreading workability (local deformability).

[0008] That is, the place made into the summary of this invention is as follows.

(1) C:0.06 or less % of the weight, Mn:0.2-3.0 % of the weight, Less than [Si:1.5 % of the weight] is contained. Further V:0.2 or less % of the weight, less than [Ti:0.2 % of the weight], One sort or two sorts or more of alloy elements in these are included 0.005 to 0.3% of the weight in total in not more than Nb:0.1 % of the weight. The main phase of the microstructure of the steel plate which consists of the remainder Fe and an unescapable impurity, and is finally obtained is a ferrite or bainite, and the pulse duty factor of the iron carbide in a grain boundary at 0.1% or less And the right workability hot-dipping high intensity steel plate excellent in the fatigue property characterized by the maximum particle diameter of this iron carbide being 1 micrometer or less, and local deformability.

[0009] (2) The right workability hot-dipping high intensity steel plate excellent in the fatigue property and local deformability of the preceding clause 1 publication characterized by including one sort or two sorts or more of alloy elements in these 4.0 or less % of the weight in total in less than [Cu:2.0 % of the weight], less than [Mo:1.0 % of the weight], and not more than Cr:1.5 % of the weight.

(3) Less than [calcium:0.01 % of the weight] or rare earth elements (REM) : the right workability hot-dipping high intensity steel plate excellent in the preceding clause 1 characterized by containing one sort in these, or two sorts in 0.1 or less % of the weight of the range, or a fatigue property and local deformability given in two.

[0010] (4) The right workability hot-dipping high intensity steel plate excellent in a fatigue property and local deformability given in either of the preceding clauses 1, 2, and 3 characterized by the martensite in a microstructure and the sum total of the rate of area of a pearlite being less than 4%.

(5) The right workability hot-dipping high intensity steel plate excellent in a fatigue property and local deformability given in either of the preceding clauses 1, 2, 3, and 4 characterized by being satisfied with coincidence of $\lambda \sigma \geq 0.8$ and $\sigma_w / \sigma \geq 0.6$.

[0011] (6) In performing hot dipping to a steel plate The maximum heating temperature of a hot-dipping process The range of the formula (B) specified by the weight ratio (Ti+Nb) / C of the formula (A) or CT and Ti+Nb as which (it is called ST(degree-C)) is specified by weight ratio V/C of the winding temperature at the time of hot-rolling (referred to as CT (degree C)) and the addition of V and C, and C addition at least either The manufacture approach of a right workability hot-dipping high intensity steel plate excellent in a fatigue property and local deformability given in either of the preceding clauses 1, 2, 3, 4, and 5 characterized by being satisfied.

[0012]

[Equation 3]

$$(A) \left(1500 - \sqrt{1500^2 - 4 \cdot (551000 - 1400 \frac{V}{C} + 21.3CT)} \right) / 2 \leq ST$$

$$\leq \left(1500 + \sqrt{1500^2 - 4 \cdot (551000 - 1400 \frac{V}{C} + 21.3CT)} \right) / 2$$

[0013]

[Equation 4]

$$(B) ST \leq 1750 - 28 \left(\frac{Ti + Nb}{C} \right)^2 - 2.0 \frac{CT}{\sqrt{\frac{Ti + Nb}{C}}}$$

[0014]

[Function] the fatigue strength of a high intensity steel plate -- usually -- the reinforcement of a steel plate -- going up -- the breaking strength of a steel plate -- it is said that it has about 1/2 magnitude about. However, changing with the microstructures of a steel plate is reported until now ("ingredient" of volume [38th] 429 No. 15-21 pages), and optimization of the microstructure of a steel plate is important for this fatigue strength. Generally the reinforcement of a steel plate is 2 50 kgf(s)/mm. If it exceeds, the ratio of the fatigue strength / steel plate reinforcement of a steel plate will become small, and the effectiveness of the rise on the strength exerted on the increment in fatigue strength will become small. As a result of this invention persons' investigating generating of the fatigue crack under repeated stress in a detail using the low alloy high intensity steel plate (HSLA steel) which added and strengthened Nb etc., it found out having barred the rise of only the fatigue strength to which a header and these balance [a fatigue crack occurring in the massive or tabular iron carbide reason which exists in a grain boundary, and having not contributed to propagation inhibition of a crack of grain boundary iron carbide hard / these /, and] a rise of a steel plate on the strength. The experimental result of the above-mentioned knowledge is shown in drawing 1 . Therefore, it is effective in raising the fatigue strength of a steel plate to decrease big and rough grain boundary iron carbide the same with optimizing the microstructure of a steel plate. Moreover, in order to raise the fatigue strength of a steel plate, it is more more important than lowering the rate of iron carbide area in a steel plate (fv) to reduce the carbide space factor of a grain boundary. It is greatly dependent on the reinforcement and particle size of a ferrite matrix, and the fatigue strength of a steel plate is controlling the amount and size of the iron carbide which exists in a ferrite grain boundary, and strengthening of the steel plate by solid solution strengthening, precipitation strengthening, grain-refining strengthening, etc. commits it to the improvement in fatigue strength of a steel plate effectively.

[0015] The spreading workability at the time of using the matrix of a steel plate as a ferrite or bainite changes with the amounts and sizes of iron carbide which exist in a grain boundary also about the local deformability of a steel plate. The experimental result is shown in drawing 2 . It became clear that the steel plate which controlled grain boundary iron carbide by selection of an exact steel plate chemical entity and selection of manufacture conditions had very good spreading workability.

[0016] Thus, since the local deformability represented by the fatigue strength and spreading workability of a steel plate changed with the iron carbide which exists in a grain boundary, it became clear by controlling this that it is possible to reconcile the two conventionally difficult above-mentioned properties. The component of this invention is stated to a detail below.

Grain-boundary iron carbide: Surplus carbon deposits as iron carbide in the interface of bainite and a

ferrite, or a packet between the packets (Sheaf) of bainite, when the dissolution carbon content in a steel plate exceeds the balanced dissolution carbon content in the ferrite in the culmination of a hot-rolling process, the last microstructure makes a ferrite the main phase and it makes bainite into the main phase into a ferrite grain boundary or a grain again. In addition, when manufacturing a steel strip, for example with hot rolling, and performing winding processing of a final process by the low temperature side (350 degrees C or less beyond the martensitic transformation initiation temperature M_s) of a bainite temperature-of-transformation field, iron carbide may be included in the ferrite grain in bainite. Moreover, in the case of the steel manufactured by heat treatment, a grain boundary may contain iron carbide in the above-mentioned grain or a packet. When the final microstructure of a steel plate makes a ferrite or bainite the main phase, the local deformability of a steel plate changes with the abundance and sizes of iron carbide which exist in a grain boundary (the interface and ferrite grain boundary of bainite and a ferrite are put between bainite packets).

[0017] If the spreading workability which is the representation of local deformability considering the steel of various components as hot rolled sheet steel is investigated by thermomechanical treatment, negative correlation will be accepted between the reinforcement σ of a steel plate (kgf/mm^2), and spreading workability (the ratio λ of the last bore diameter and initial bore diameter which are obtained by the bore expand test besides the weld flash using cone punch), and if σ is raised, generally λ will decrease. This time usual high intensity steel plates (precipitation-strengthening high intensity steel plate etc.) are $\lambda \sigma 0.8$ showing the balance of reinforcement and spreading workability. A value is at most less than 50. When the grain boundary iron carbide of these high intensity steel plates is investigated, generally the grain boundary pulse duty factor of iron carbide is over 0.1%, and connection of these iron carbide particle in a grain boundary is excessive. It is $\lambda \sigma 0.8$ in order to obtain the balance of good spreading workability and steel plate reinforcement. In order to make a value or more into 50, as shown in drawing 2, it is required to restrict the iron carbide pulse duty factor of a grain boundary to 0.1% or less. Therefore, this invention prescribes the pulse duty factor of the grain boundary by iron carbide to 0.1% or less.

[0018] Even if the iron carbide pulse duty factor of a grain boundary is 0.1% or less, when connection of iron carbide is excessive, it cannot become a steel plate with the good spreading workability with which are satisfied of $\lambda \sigma 0.8 \geq 50$. It is $\lambda \sigma 0.8$ when the maximum particle diameter (measurement is performed as iron carbide occupancy length between couplings on the grain boundary which appears on a two-dimensional cutting plane) of the iron carbide which exists in a grain boundary exceeds 1 micrometer. 50 or more are not the value. Therefore, by this invention, in order to obtain good spreading nature, the maximum particle diameter in these iron carbide is set to 1 micrometer or less at the same time it specifies the iron carbide pulse duty factor of a grain boundary to 0.1% or less.

[0019] Fatigue strength σ_w is 106. A definition is given as a lower limit of the stress which is not fractured by the fatigue test of the flat-surface bending repeated stress load of a cycle, and the superiority or inferiority of a property are judged with a ratio with the reinforcement σ of a steel plate. although fatigue strength σ_w of a steel plate tends to go up with the reinforcement σ of a steel plate -- a ratio -- generally σ_w/σ changes in the about 0.5 to 0.6 range. When the main phase of the final organization of a steel plate is used as a ferrite or bainite, if the iron carbide pulse duty factor of a grain boundary exceeds 0.1%, as for σ_w/σ , the value between 0.5-0.6 will be taken like the usual high intensity steel plate (precipitation-strengthening high intensity steel plate etc.), and sufficient fatigue strength will not be obtained. It becomes the same as that of the level of the fatigue strength of DP steel which is 0.1% or less of iron carbide pulse duty factors of a grain boundary on the other hand, and is considered that the value of σ_w/σ becomes 0.6 or more, it is most stabilized in the steel plate used now, and high fatigue strength is shown when the maximum particle diameter of these iron carbide does not exceed 1 micrometer, or more than it. Therefore, also in order to raise the fatigue strength of a steel plate and to make the value of σ_w/σ or more into 0.6, this invention prescribes the iron carbide pulse duty factor of a grain boundary to 0.1% or less, and the overall diameter (length between couplings) of these iron carbide is specified as 1 micrometer or less by it.

[0020] as the steel plate which is excellent in the spreading workability which is the representation of

local deformability ($\lambda \sigma \geq 50$), and has high fatigue strength ($\sigma_w / \sigma \geq 0.6$) in coincidence from the above thing -- the main phase -- a ferrite or bainite -- it is -- the iron carbide pulse duty factor of a grain boundary -- 0.1% or less -- and the maximum particle diameter of these iron carbide makes a steel plate 1 micrometer or less the range of this invention. Moreover, in order to raise the fatigue strength of a steel plate further and to make it $\sigma_w / \sigma \geq 0.65$, it is necessary to specify the maximum particle diameter of the iron carbide which exists in a grain boundary desirably to 0.4 micrometers or less.

[0021] C: C needs making it fall as much as possible from becoming the source of the iron carbide of a grain boundary. If there are too many contents of C, it not only causes an economical demerit, but the addition of V, Ti, and Nb for adjusting the amount and size of grain boundary iron carbide so that it may become within the limits of this invention will increase beyond the need, and it will cause a remarkable ductile fall. For this reason, an upper limit is made into 0.06 % of the weight.

[0022] In order to raise the reinforcement of a steel plate by precipitation strengthening, while V, Ti, Nb:V, and Ti and Nb are effective elements, they fix C atom in a steel plate in the form of alloy carbide, and they have the function to decrease the amount of iron carbide and size of a grain boundary harmful to workability and a fatigue property. Moreover, these elements prevent big and rough-ization of the austenite grain of the field austenitized by various kinds of welding, and control softening of a heat affected zone. Moreover, it is effective in controlling softening of a heat affected zone by controlling recovery of a rearrangement remarkably by existence of the carbon nitride of these elements and a dissolution atom also in the field which is not austenitized. For this purpose, since that effectiveness was saturated even if it added [Ti / Nb] 0.2% of the weight 0.2% of the weight exceeding 0.1 % of the weight about V, these values were made into the upper limit of Nb, Ti, and V addition.

[0023] V can raise the degree of hardness near the weld zone by re-depositing during quenching after dissolving by welding heat input. However, a lot of addition caused the unnecessary degree-of-hardness rise near the weld zone, and the maximum addition is specified as 0.2 % of the weight also from embrittlement progressing. Since effectiveness with the sum total of one sort or addition of two or more sorts of these alloy elements remarkable in a rise on the strength and reduction of the amount of iron carbide and size of a grain boundary at less than 0.005 % of the weight was not brought about, the minimum of the total quantity was made into 0.005 % of the weight. Moreover, since the effectiveness of these elements was saturated and disadvantageous profit was also economically brought about when the sum total of these additions exceeded 0.3 % of the weight, the upper limit of the total quantity was made into 0.3 % of the weight.

[0024] Mn, Si, Cu, Mo, Cr, nickel: These alloy elements can raise the reinforcement of a steel plate by dissolving in a ferrite matrix. Although Mn also raises the hardenability of a steel plate with solid solution strengthening, since the engine performance of a steel plate will be degraded by hardening beyond the need for a weld zone etc. if it exceeds 3.0 % of the weight, it makes an upper limit 3.0 % of the weight. Moreover, in order to high-intensity-ize a steel plate with less than 0.2% of the weight of Mn addition, it is necessary to add other alloy elements beyond the need, and an economical demerit is caused. Therefore, the minimum of Mn addition is made into 0.2 % of the weight.

[0025] Although Si had the work which carries out grain refining of the iron carbide of a grain boundary with solid solution strengthening of a ferrite matrix, since poor plating occurred even if it optimized the conditions of a hot-dipping process when the addition exceeded 1.5 % of the weight, the upper limit was made into 1.5 % of the weight. Cu can raise the reinforcement of a steel plate greatly by dissolution or precipitation strengthening. However, since the effectiveness was saturated with ** 2.0% of the weight, it made the upper limit 2.0 % of the weight. moreover -- the time of adding Cu -- the front face of slab -- nickel may be added in order to keep description good.

[0026] Mo fixes C atom in a steel plate in the form of carbide, and has the work which decreases the amount of grain boundary iron carbide at the same time it carries out the same work as Mn. Moreover, it is effective also in softening prevention of a heat affected zone. However, since a lot of Mo addition caused the rise of a production cost and raised the hardenability of a steel plate further beyond the need, it made the upper limit of an addition 1.0 % of the weight.

[0027] Although Cr carried out the same work as Mo, since it was saturated with ** 1.5% of the weight, the effectiveness made the upper limit 1.5 % of the weight. Since the reinforcement of a steel plate becomes high beyond the need and the workability of a steel plate was remarkably degraded when adding one sort of Cu, Mo, and Cr, or two sorts or more, and the sum total exceeded 4.0 % of the weight, the upper limit of a sum total addition was made into 4.0 % of the weight.

[0028] Since P generally used as strengthening elements other than these is segregated to a grain boundary and degrades the fatigue strength of a steel plate, it is desirable to restrict the content to 0.01 or less % of the weight.

According to the gestalt control effectiveness of a sulfide, calcium, rare-earth-elements (REM):calcium, or rare earth elements (REM) defangs such inclusion, and has the effectiveness which raises a moldability (especially local deformability).

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平6-322479

(43) 公開日 平成6年(1994)11月22日

(51) Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 T			
C 2 1 D 8/02		A 7412-4K		
	9/46	U		
C 2 2 C 38/28				
C 2 3 C 2/02				

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 11 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平5-113367

(22) 出願日 平成5年(1993)5月14日

(71) 出願人 000006855

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 高橋 学

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72) 発明者 松村 義一

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74) 代理人 弁理士 大関 和夫

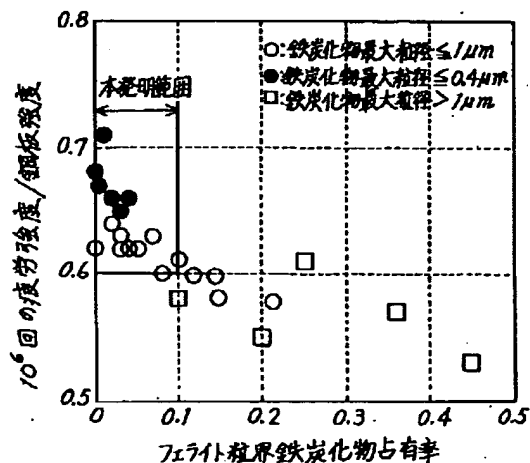
(54) 【発明の名称】 疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板とその製造方法

(57) 【要約】

【目的】 本発明は鋼板のマイクロ組織を限定し疲労強度と局部変形能に優れた溶融めっき高強度鋼板を提供する。

【構成】 $C \leq 0.06$ 重量%を含有し、さらにV、Ti、Nbの中の1種もしくは2種以上を合計で0.005重量%以上0.3重量%以下含み、残部は実質的に鉄からなる溶融めっき高強度鋼板において、マイクロ組織の主相がフェライトもしくはベイナイトであり、粒界における鉄炭化物占有率が0.1%以下でかつこの鉄炭化物の最大粒子径が $1 \mu m$ 以下であることを特徴とする疲労強度と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板とその製造方法。

【効果】 自動車用鋼板の板厚を減少し、自動車の車体軽量化に貢献する。



1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C: 0.06重量%以下、Mn: 0.2~3.0重量%、Si: 1.5重量%以下を含有し、さらにV: 0.2重量%以下、Ti: 0.2重量%以下、Nb: 0.1重量%以下の範囲でこれらの中の1種もしくは2種以上の合金元素を合計で0.005~0.3重量%含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、最終的に得られる鋼板のミクロ組織の主相がフェライトもしくはベイナイトであり、粒界における鉄炭化物の占有率が0.1%以下で、かつこの鉄炭化物の最大粒子径が1μm以下であることを特徴とする疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板。

【請求項2】 Cu: 2.0重量%以下、Mo: 1.0重量%以下、Cr: 1.5重量%以下の範囲でこれらの中の1種もしくは2種以上の合金元素を合計で4.0重量%以下含むことを特徴とする請求項1記載の疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板。

【請求項3】 Ca: 0.01重量%以下もしくは希土類元素(REM): 0.1重量%以下の範囲でこれらの中の1種もしくは2種を含有することを特徴とする請求*20

2

*項1あるいは2記載の疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板。

【請求項4】 ミクロ組織中のマルテンサイトとパーライトの面積率の合計が4%未満であることを特徴とする請求項1、2、3のいずれかに記載の疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板。

【請求項5】 $\lambda \times \sigma^{0.8} \geq 50$ かつ $\sigma_w / \sigma \geq 0.6$ を同時に満足することを特徴とする請求項1、2、3、4のいずれかに記載の疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板。

【請求項6】 鋼板に溶融めっきを施すにあたり、溶融めっき工程の最高加熱温度(ST(℃)と呼ぶ)が熱延時の巻取温度(CT(℃)と呼ぶ)およびVとCの添加量の重量比V/Cで規定される式(A)もしくはCTおよびTi+NbとC添加量の重量比(Ti+Nb)/Cで規定される式(B)の範囲の少なくともいずれか一方を満足することを特徴とする請求項1、2、3、4、5のいずれかに記載の疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板の製造方法。

【数1】

$$(A) \left(1500 - \sqrt{1500^2 - 4 \cdot (551000 - 1400 \frac{V}{C} + 21.3CT)} \right) / 2 \leq ST$$

$$\leq \left(1500 + \sqrt{1500^2 - 4 \cdot (551000 - 1400 \frac{V}{C} + 21.3CT)} \right) / 2$$

【数2】

$$(B) ST \leq 1750 - 28 \left(\frac{Ti+Nb}{C} \right)^2 - 2.0 \frac{CT}{\sqrt{\frac{Ti+Nb}{C}}}$$

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は自動車等の構造物に用いられ、構造の軽量化、省エネルギー、安全性の向上に貢献することのできる溶融めっき高強度鋼板とその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】鋼材の高強度化は、①Si、Mn等の合金元素によるフェライトマトリックスの固溶強化、②Nb、Ti、V等の微細析出物によるフェライトマトリックスの析出強化、③パーライト、ベイナイト、マルテンサイト等の低温変態生成物を利用した組織強化、④フェライト粒径の微細化による細粒強化、⑤冷間加工による加工強化等があり、各々の特徴を生かした製品が市場に※50

※供給されている。

【0003】高強度鋼板を自動車等の構造物に適用し、軽量化、省エネルギー、安全性の向上等を目指す場合には、鋼板の強度上昇と共に、(1)鋼板の種々の加工性能(例えば深絞り成形性、張り出し成形性、バーリング加工性等)の向上、(2)溶接性と耐熱軟化性の保持、向上、(3)耐久性(例えば疲労耐久性や腐食耐久性)の保持、向上などが要求され、使用部位によって異なった特性の組み合わせが要求される。例えば自動車用のロードホイールディスクに高強度鋼板が適用される場合には、高いプレス成形性(特に延性)と疲労耐久性に優れた鋼板が要求されている。

【0004】このような要求に応えるものとしてフェライト/マルテンサイト2相組織鋼板(いわゆるDual

Phase: DP鋼板)が提案されている(例えば特公昭56-18051号公報や特公昭59-45735号公報)。このDP鋼板は他の種々の強化機構により強化された高強度鋼板に比べて疲労耐久性に優れており、ロードホイールディスクの薄肉化(軽量化)や耐久性向上に貢献している。また複雑な成形加工が要求される部位では、均一変形能の向上が要求され、このために室温で残留オーステナイトを含む高延性高強度鋼板(特開昭63-4017号公報)が提案されている。また、自動車の足廻り部品等で問題となる穴広げ性に代表される局部変形能を向上させた鋼板としてSi添加型の高延性高強度鋼板(特開昭61-19733号公報等)が提案されており、自動車等の構造物に適用する際に重要となる溶接(スポット溶接、バット溶接、アーク溶接等)性、耐熱軟化特性と加工性を兼ね備えた鋼板としては析出強化型の低合金高強度鋼板(HSLA鋼板)が広く用いられている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、前述したような穴広げ加工に代表される局部変形能に優れたSi添加型の高延性高強度鋼板や溶接性、耐熱軟化特性および穴広げ加工性に優れた析出強化高強度鋼板は、DP鋼に比べて疲労耐久性に劣り、疲労耐久性が要求される部位には使用されていない。一方、疲労耐久性に優れたDP鋼板は穴広げ加工性が他の高強度鋼板に比べて大きく劣ることから、利用部位が制限されている。

【0006】このように、自動車等の構造物の中で重要な保安部品として位置づけられる部位では、一般的に疲労耐久性の向上と穴広げ性に代表される局部変形能の向上の両立が要求されるにも関わらず、現在のところこの両方を同時に満足する鋼板及びその製造方法は提示されていない。従って本発明の目的は疲労耐久性及び穴広げ性を共に満足する溶融めっき高強度鋼板及びその製造方法を提供する事にある。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者らは種々の実験的検討を通じて、疲労強度や局部変形能の支配要因を基礎的に調査した結果、主相組織をフェライトもしくはベイナイトとし、粒界に存在する鉄炭化物の量とサイズを制御した溶融めっき鋼板が、従来困難とされてきた高疲労強度と良好な穴広げ加工性(局部変形能)を両立させることが可能であることを見出した。

【0008】すなわち、本発明の要旨とするところは下

記のとおりである。

(1) C: 0.06重量%以下、Mn: 0.2~3.0重量%、Si: 1.5重量%以下を含有し、さらにV: 0.2重量%以下、Ti: 0.2重量%以下、Nb: 0.1重量%以下の範囲でこれらの中の1種もしくは2種以上の合金元素を合計で0.005~0.3重量%含み、残部Feおよび不可避的不純物からなり、最終的に得られる鋼板のミクロ組織の主相がフェライトもしくはベイナイトであり、粒界における鉄炭化物の占有率が0.1%以下で、かつこの鉄炭化物の最大粒子径が1μm以下であることを特徴とする疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板。

【0009】(2) Cu: 2.0重量%以下、Mo: 1.0重量%以下、Cr: 1.5重量%以下の範囲でこれらの中の1種もしくは2種以上の合金元素を合計で4.0重量%以下含むことを特徴とする前項1記載の疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板。

(3) Ca: 0.01重量%以下もしくは希土類元素(REM): 0.1重量%以下の範囲でこれらの中の1種もしくは2種を含有することを特徴とする前項1あるいは2記載の疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板。

【0010】(4) ミクロ組織中のマルテンサイトとパーライトの面積率の合計が4%未満であることを特徴とする前項1、2、3のいずれかに記載の疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板。

(5) $\lambda \times \sigma^{0.8} \geq 50$ かつ $\sigma_w / \sigma \geq 0.6$ を同時に満足することを特徴とする前項1、2、3、4のいずれかに記載の疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板。

【0011】(6) 鋼板に溶融めっきを施すにあたり、溶融めっき工程の最高加熱温度(ST(℃)と呼ぶ)が熱延時の巻取温度(CT(℃)と呼ぶ)およびVとCの添加量の重量比V/Cで規定される式(A)もしくはCTおよびTi+NbとC添加量の重量比(Ti+Nb)/Cで規定される式(B)の範囲の少なくともいずれか一方を満足することを特徴とする前項1、2、3、4、5のいずれかに記載の疲労特性と局部変形能に優れた良加工性溶融めっき高強度鋼板の製造方法。

【0012】

【数3】

10

20

30

40

$$(A) \left(1500 - \sqrt{1500^2 - 4 \cdot (551000 - 1400 \frac{V}{C} + 21.3CT)} \right) / 2 \leq ST$$

$$\leq \left(1500 + \sqrt{1500^2 - 4 \cdot (551000 - 1400 \frac{V}{C} + 21.3CT)} \right) / 2$$

【0013】

$$(B) ST \leq 1750 - 28 \left(\frac{Ti + Nb}{C} \right)^2 - 2.0 \frac{CT}{\sqrt{\frac{Ti + Nb}{C}}}$$

【0014】

【作用】高強度鋼板の疲労強度は、通常、鋼板の強度と共に上昇し、鋼板の破断強度のおおよそ1/2程度の大きさを持つと言われている。しかしながらこの疲労強度は鋼板のミクロ組織により変化することがこれまでに報告されており（例えば「材料」第38巻 第429号 15～21頁）、鋼板のミクロ組織の最適化が重要である。一般に鋼板の強度が50kgf/mm²を超えると、鋼板の疲労強度/鋼板強度の比は小さくなり、疲労強度増加に及ぼす強度上昇の効果は小さくなる。本発明者らはNb等を添加して強化した低合金高強度鋼板（HSLA鋼）を用い、繰返し応力下の疲労亀裂の発生を詳細に調査した結果、粒界に存在する塊状もしくは板状の鉄炭化物起因で疲労亀裂が発生し、またこれら硬質の粒界鉄炭化物が亀裂の伝播阻止に寄与していないことを見出し、これらが鋼板の強度上昇に見合うだけの疲労強度の上昇を妨げていることを見出した。図1に、上記知見の実験結果を示す。従って、粗大な粒界鉄炭化物を減少させることが、鋼板のミクロ組織を最適化することと同様、鋼板の疲労強度を向上させるのに有効である。また、鋼板の疲労強度を高めるためには鋼板中の鉄炭化物面積率（fv）を下げることもより重要である。鋼板の疲労強度はフェライトマトリックスの強度および粒径に大きく依存し、フェライト粒界に存在する鉄炭化物の量とサイズを制御することで、固溶強化、析出強化、細粒化強化などによる鋼板の強化が鋼板の疲労強度向上に効果的に働く。

【0015】鋼板の局部変形能に関しても、鋼板のマトリックスをフェライトもしくはベイナイトとした場合の穴広げ加工性は粒界に存在する鉄炭化物の量やサイズによって変化する。図2にその実験結果を示す。的確な鋼板化学成分の選択と製造条件の選択によって粒界鉄炭化物を制御した鋼板は極めて良好な穴広げ加工性を有する※50

※ことが判明した。

【0016】このように鋼板の疲労強度および穴広げ加工性に代表される局部変形能が粒界に存在する鉄炭化物によって変化的ことから、これを制御することにより、従来困難であった上記2つの特性を両立させることが可能であることが判明した。以下に本発明の構成要素について詳細に述べる。

粒界鉄炭化物：鋼板中の固溶炭素量が熱延工程の最終段階でのフェライト中の平衡固溶炭素量を上回る場合には、余剰炭素は、最終ミクロ組織がフェライトを主相とする場合にはフェライト粒界または粒内に、またベイナイトを主相とする場合にはベイナイトのバケット（Sheaf）間、ベイナイトとフェライトの界面またはバケット内に鉄炭化物として析出する。この他に例えば熱間圧延によって鋼帯を製造する場合に、最終工程の巻取処理をベイナイト変態温度領域の低温側（350℃以下でマルテンサイト変態開始温度Ms以上）で行う場合にはベイナイト中のフェライト粒内に鉄炭化物を含む場合がある。また熱処理によって製造した鋼の場合には上記粒やバケット内、粒界共に鉄炭化物を含む場合がある。鋼板の最終的なミクロ組織がフェライトもしくはベイナイトを主相とする場合には、粒界（ベイナイトバケット間、ベイナイトとフェライトの界面およびフェライト粒界をさす）に存在する鉄炭化物の存在量とサイズによって鋼板の局部変形能が変化する。

【0017】種々の成分の鋼を加工熱処理により熱延鋼板として局部変形能の代表である穴広げ加工性を調査すると、鋼板の強度σ（kgf/mm²）と穴広げ加工性（円錐ボンチを用いたバリ外の穴広げ試験で得られる最終穴径と初期穴径との比λ）の間には負の相関が認められ、σを上げるとλは一般的には減少する。この時通常の高強度鋼板（析出強化高強度鋼板等）は強度と穴広げ加工性のバランスを表すλ×σ^{0.8}の値が高々50未満である。これらの高強度鋼板の粒界鉄炭化物を調査する

と、一般に鉄炭化物の粒界占有率が0.1%を超えており、粒界でのこれら鉄炭化物粒子の連結が甚だしい。良好な穴広げ加工性と鋼板強度のバランスを得るために $\lambda \times \sigma^{0.8}$ の値を50以上にするには、図2に示すように、粒界の鉄炭化物占有率が0.1%以下に制限することが必要である。従って本発明では鉄炭化物による粒界の占有率を0.1%以下に規定する。

【0018】粒界の鉄炭化物占有率が0.1%以下であっても鉄炭化物の連結が甚だしい場合には、 $\lambda \times \sigma^{0.8} \geq 50$ を満足する穴広げ加工性の良好な鋼板となり得ない。粒界に存在する鉄炭化物の最大粒子径(測定は2次元の切断面上に現れる粒界上の鉄炭化物占有最大長さとして行われる)が $1 \mu\text{m}$ を超えると $\lambda \times \sigma^{0.8}$ の値が50以上とならない。従って良好な穴広げ性を得るために、本発明では粒界の鉄炭化物占有率を0.1%以下に規定すると同時にそれら鉄炭化物の中の最大粒子径を $1 \mu\text{m}$ 以下とする。

【0019】疲労強度 σ_w は 10^6 サイクルの平面曲げ繰返し応力負荷の疲労試験で断断しない応力の下限值として定義し、鋼板の強度 σ との比をもって特性の優劣を判定する。鋼板の疲労強度 σ_w は鋼板の強度 σ と共に上昇する傾向にあるが、比 σ_w/σ は一般的には0.5~0.6程度の範囲で変化する。鋼板の最終的な組織の主相をフェライトもしくはベイナイトとした場合に、粒界の鉄炭化物占有率が0.1%を超えると通常の高強度鋼板(析出強化高強度鋼板等)同様 σ_w/σ は0.5~0.6の間の値を取り、十分な疲労強度は得られない。一方粒界の鉄炭化物占有率0.1%以下でかつこれら鉄炭化物の最大粒子径が $1 \mu\text{m}$ を超えない場合には σ_w/σ の値が0.6以上となり、現在使われている鋼板のなかで最も安定して高い疲労強度を示すと考えられるDP鋼の疲労強度のレベルと同一もしくはそれ以上となる。従って鋼板の疲労強度を高め、 σ_w/σ の値を0.6以上とするためにも、本発明では粒界の鉄炭化物占有率を0.1%以下に規定し、かつそれら鉄炭化物の最大径(最大長さ)を $1 \mu\text{m}$ 以下と規定する。

【0020】以上のことから、局部変形能の代表である穴広げ加工性に優れ($\lambda \times \sigma^{0.8} \geq 50$)、同時に高い疲労強度($\sigma_w/\sigma \geq 0.6$)を有する鋼板として、主相がフェライトもしくはベイナイトであり、粒界の鉄炭化物占有率が0.1%以下でかつこれら鉄炭化物の最大粒子径が $1 \mu\text{m}$ 以下の鋼板を本発明の範囲とする。また鋼板の疲労強度をさらに高め、 $\sigma_w/\sigma \geq 0.65$ にするためには、望ましくは粒界に存在する鉄炭化物の最大粒子径を $0.4 \mu\text{m}$ 以下に規定する必要がある。

【0021】C:Cは粒界の鉄炭化物の源となることから極力低下させることが必要である。Cの含有量が多すぎると、粒界鉄炭化物の量とサイズを本発明の範囲内となるように調整するためのV、Ti、Nbの添加量が必要以上に増え、経済的なデメリットを招くのみならず顕

著な延性の低下を招く。このために上限を0.06重量%とする。

【0022】V、Ti、Nb:V、Ti、Nbは析出強化により鋼板の強度を上げるために有効な元素であると同時に鋼板中のC原子を合金炭化物の形で固定し、加工性、疲労特性に有害な粒界の鉄炭化物量とサイズを減少させる機能を有する。またこれらの元素は各種の溶接によりオーステナイト化した領域のオーステナイト粒の粗大化を防ぎ、溶接熱影響部の軟化を抑制する。またオーステナイト化しない領域においてもこれらの元素の炭窒化物と固溶原子の存在により転位の回復を著しく抑制することによって溶接熱影響部の軟化を抑制するのに有効である。この目的のためには、Vについては0.2重量%、Tiについては0.2重量%、Nbについては0.1重量%を超えて添加してもその効果が飽和することから、これらの値をNb、Ti、V添加量の上限とした。

【0023】Vは溶接入熱によって溶解した後の急冷中に再析出することによって溶接部近傍の硬度を上昇させることができる。しかしながら多量の添加は溶接部近傍の不必要な硬度上昇を招き、脆化が進むことから最大の添加量を0.2重量%と規定している。これらの合金元素の1種もしくは2種以上の添加の合計が0.005重量%未満では強度上昇、粒界の鉄炭化物量とサイズの減少に顕著な効果をもたらさないで、合計量の下限を0.005重量%とした。またこれらの添加量の合計が0.3重量%を超えるとこれらの元素の効果が飽和し、経済的にも不利益をもたらすので合計量の上限を0.3重量%とした。

【0024】Mn、Si、Cu、Mo、Cr、Ni:これらの合金元素はフェライトマトリックス中に固溶することによって鋼板の強度を上昇させることができる。Mnは固溶強化と共に鋼板の焼入れ性も高めるが、3.0重量%を超えると溶接部の必要以上の硬化等により鋼板の性能を劣化させるので上限を3.0重量%とする。また0.2重量%未満のMn添加量で鋼板を高強度化するためには、他の合金元素を必要以上に添加する必要があり、経済的なデメリットを招く。従ってMn添加量の下限を0.2重量%とする。

【0025】Siはフェライトマトリックスの固溶強化と共に粒界の鉄炭化物を細粒化する働きがあるが、その添加量が1.5重量%を超えると溶融めっき工程の条件を最適化してもめっき不良が発生するので上限を1.5重量%とした。Cuは固溶もしくは析出強化により鋼板の強度を大きく上昇させることができる。しかしながらその効果は2.0重量%超では飽和するので上限を2.0重量%とした。またCuを添加する際にはスラブの表面性状を良好に保つためにNiを添加してもよい。

【0026】MoはMnと同様の働きをすると同時に、鋼板中のC原子を炭化物の形で固着し、粒界鉄炭化物の量を減少させる働きがある。また溶接熱影響部の軟化防

止にも有効である。しかしながら、多量のMo添加は生産コストの上昇を招き、さらに鋼板の焼入れ性を必要以上に高めることから、添加量の上限を1.0重量%とした。

【0027】CrはMoと同様の働きをするが、その効果は1.5重量%超では飽和するために、上限値を1.5重量%とした。Cu、Mo、Crの1種または2種以上を添加する際に、その合計が4.0重量%を超えると鋼板の強度が必要以上に高くなり、鋼板の加工性を著しく劣化させることから、合計添加量の上限を4.0重量%とした。

【0028】これら以外の強化元素として一般に用いられているPは粒界に偏析して鋼板の疲労強度を劣化させるので、その含有量を0.01重量%以下に制限することが望ましい。

Ca、希土類元素(REM)：Caまたは希土類元素(REM)は硫化物の形態制御効果により、これらの介在物を無害化し、成形性(特に局部変形能)を高める効果を持つ。しかしながらこれらの元素の多量の添加は逆に鋼板の清浄度を下げてしまうので、Caは0.01重量%以下、希土類元素(REM)は0.1重量%以下と規定し、これらの元素の1種もしくは2種の添加を行う。またこのような有害な硫化物を減少させるためにSの含有量を0.01重量%以下に制限することが望ましい。

【0029】硬質相：鋼板の局部変形能は鋼板の組織の均一性に依存するが、本発明の対象とするような、粒界の鉄炭化物を一定量以下に調整することを前提とした高*

*強度鋼板では、上記の如く固溶、析出によりフェライトマトリックス自身を強化する必要があり、結果としてフェライトとベイナイトが混在する場合でも両相の強度に大きな差がなくなることが認められている。このとき鋼板のマイクロ組織は、フェライトもしくはベイナイトを主相とする必要があるが、フェライトとベイナイトが混在する場合でも特性劣化は小さい。これに対して、マルテンサイトやパーライトの生成は局部変形能、疲労強度の劣化をもたらすので、これらの相の面積率を4%以下とすることが必要で、望ましくは1%以下に調整する。

【0030】溶融めっき工程の製造条件：Cが0.06重量%以下の範囲でV、Ti、Nbの中の1種もしくは2種以上を添加した鋼を熱延もしくは冷延の後、溶融めっき工程を経て最終製品を製造した際に、主な添加元素がVの場合には、図3に示すように溶融めっき工程での最高加熱温度STが750℃近傍に良好な穴広げ加工性を示す領域がある。また、主な添加物がTiとNbのいずれかである場合には、溶融めっき工程の最高加熱温度は低温ほど良好であることが判明している。しかしながらこれらの関係は、鋼板中の炭化物形成元素量とCの重量比(V/Cもしくは(Ti+Nb)/Cのいずれか)のみならず熱延工程の最終巻取温度CTにも依存する。これらの関係を整理した結果、溶融めっき工程の最高加熱温度STが下記の(A)もしくは(B)の少なくともいずれか一方を満足する時にのみ最終鋼板は本発明の範囲内にある。

【0031】

【数5】

$$(A) \left(1500 - \sqrt{1500^2 - 4 \cdot (551000 - 1400 \frac{V}{C} + 21.3CT)} \right) / 2 \leq ST$$

$$\leq \left(1500 + \sqrt{1500^2 - 4 \cdot (551000 - 1400 \frac{V}{C} + 21.3CT)} \right) / 2$$

【0032】

$$(B) ST \leq 1750 - 28 \left(\frac{Ti+Nb}{C} \right)^2 - 2.0 \frac{CT}{\sqrt{\frac{Ti+Nb}{C}}}$$

【0033】

【実施例】表1に示す化学成分の鋼を1000℃から1300℃の範囲に加熱し、各鋼のAr₃変態温度-30℃以上の温度で熱延を完了し、その後種々の冷却速度で所定の温度まで冷却して巻取った板厚2mmの熱延鋼板を、溶融めっき工程でめっきした後、JIS5号引張試★50

★験、穴広げ試験(打ち抜きクリアランス15%、打ち抜きままバリ外、60度円錐ボンチ使用)、平面曲げ疲労試験(両面研削材、応力比R=-1の両振り、25Hz)により特性を調査した。特性値の一覧を表2に示した。表2のCTは巻取温度(℃)、STは溶融めっき工程での最高加熱温度(℃)、V₂はマルテンサイトとバ

ーライトの面積率の合計(%)、 f_v は鉄炭化物の面積率(%)、 f_s は粒界の鉄炭化物による占有率、 d は粒界鉄炭化物の最大粒子径(μm)、 TS は鋼板の破断強度(kgf/mm^2)、 X は穴広げ加工性を表す指標で $X=\lambda \times \sigma^{0.8}$ (λ は穴広げ率=最終穴径/初期穴径)、 Y は疲労強度を表す指標で $Y=\sigma_w/\sigma$ (σ_w は 10^6 回での繰り返し疲労強度 kgf/mm^2 、 σ は鋼*
化学成分(重量%)

*板の強度 TS)である。

【0034】表2より、本発明の鋼板は穴広げ加工性が $X \geq 50$ であるように非常に良好であり、かつ $Y \geq 0.60$ の高い疲労強度を有することがわかる。

【0035】

【表1】

鋼	C	Si	Mn	Nb	Ti	V	Cu	Mo	Cr
A	0.030	0.500	2.580		0.030				
B	0.028	0.430	2.490		0.060				
C	0.030	0.510	2.420		0.100				
D	0.028	0.520	2.390		0.150	0.050			
E	0.020	0.380	2.590			0.060			
F	0.032	0.600	2.210		0.035	0.060			
G	0.018	0.420	2.420	0.080					
H	0.020	0.530	2.350	0.020		0.060			
I	0.020	0.850	1.960	0.020		0.060			
J	0.050	0.210	2.670	0.020		0.100			
K	0.052	0.570	1.650	0.020	0.060		0.350		
L	0.020	0.530	2.420	0.020		0.060	0.200	0.200	
M	0.035	0.420	1.680			0.060		0.300	
N	0.032	0.530	1.860	0.020		0.060		0.200	0.500
O	0.030	0.420	2.420			0.100			0.800
P	0.020	0.510	1.750		0.060		0.200		0.500
Q	0.050	0.280	0.890	0.020	—	0.150		0.300	
R	0.080	0.160	1.800	0.040	0.070				
S	0.100	0.110	1.310	0.030	0.020				
T	0.050	0.500	2.550						
U	0.045	0.210	3.880	0.030		0.040			
V	0.038	1.980	1.560	0.060		0.080			

※ $SUM1 = Cu + Mo + Cr$, ※ $SUM2 = Nb + Ti + V$

※ 下線は本発明の範囲外

【0036】

※ ※【表2】

13
(表1のつづき)

14

鋼	B	Ca	REM	SUM1	SUM2	V/C	(Ti +Nb)/C	備 考
A				0.00	0.03	0.00	1.00	本発明鋼
B				0.00	0.06	0.00	2.14	本発明鋼
C		0.003		0.00	0.10	0.00	3.33	本発明鋼
D			0.010	0.00	0.20	1.79	5.36	本発明鋼
E		0.002		0.00	0.06	3.00	0.00	本発明鋼
F				0.00	0.10	1.88	1.09	本発明鋼
G				0.00	0.08	0.00	4.44	本発明鋼
H				0.00	0.08	3.00	1.00	本発明鋼
I	0.003			0.00	0.08	3.00	1.00	本発明鋼
J				0.00	0.12	2.00	0.40	本発明鋼
K	0.003			0.35	0.08	0.00	1.54	本発明鋼
L			0.008	0.40	0.08	3.00	1.00	本発明鋼
M	0.003			0.30	0.06	1.71	0.00	本発明鋼
N				0.70	0.08	1.88	0.63	本発明鋼
O			0.013	0.80	0.10	3.33	0.00	本発明鋼
P				0.70	0.06	0.00	3.00	本発明鋼
Q				0.30	0.17	3.00	0.40	本発明鋼
R	0.003			0.00	0.11	0.00	1.38	比較 鋼
S				0.00	0.05	0.00	0.50	比較 鋼
T				0.00	<u>0.00</u>	0.00	0.00	比較 鋼
U				0.00	0.07	0.89	0.67	比較 鋼
V				0.00	0.14	2.11	1.58	比較 鋼

※ SUM1=Cu+Mo+Cr. ※ SUM2=Nb+Ti+V

※ 下線は本発明の範囲外

【0037】

* * 【表3】

15
製造条件と特性およびマイクロ組織

16

鋼	#1	#2	CT	A式MIN	A式MAX	B式MAX	ST	A式	B式
A	0.00	1.00	600	*	*	522	<u>750</u>	*	×
A	0.00	1.00	450	*	794	822	750	*	○
B	0.00	2.14	600	*	*	802	<u>850</u>	*	×
B	0.00	2.14	600	*	*	802	750	*	○
C	0.00	3.33	600	*	*	782	750	*	○
D	1.79	5.36	550	702	798	471	750	○	×
E	3.00	0.00	600	696	804	*	750	○	*
F	1.88	1.09	600	713	787	569	750	○	×
G	0.00	4.44	450	*	*	770	720	*	○
H	3.00	1.00	400	665	835	922	800	○	○
I	3.00	1.00	400	665	835	922	800	○	○
J	2.00	0.40	400	674	826	481	750	○	×
K	0.00	1.54	550	*	*	797	700	*	○
L	3.00	1.00	450	672	828	822	750	○	○
M	1.71	0.00	600	717	783	*	750	○	*
N	1.88	0.63	400	675	825	727	700	○	○
O	3.33	0.00	400	663	837	*	700	○	*
P	0.00	3.00	500	*	*	921	750	*	○
Q	3.00	0.40	400	665	835	481	800	○	×
R	0.00	1.38	400	*	*	1015	700	*	○
S	0.00	0.50	600	*	*	46	<u>750</u>	*	×
T	0.00	0.00	600	*	*	*	750	*	*
U	0.89	0.67	500	704	796	513	750	○	×
V	2.11	1.58	550	698	802	805	800	○	○

【0038】※ A式MIN, A式MAXはA式で示されるSTの上限および下限温度

※ B式MAXはB式で示されるSTの上限温度

※ *は対象成分の添加なし

※ A式, B式の列の○は条件範囲内、×は条件範囲外、*は対象成分の添加なし

*※ d (粒界鉄炭化物の最大粒子径) の列の?は測定不能もしくは該当粒子なし

※ 表中* 1はV/C, * 2は(Ti+Nb)/C

※ 下線は本発明の範囲外

【0039】

* 40 【表4】

17
(表3のつづき)

18

鋼	主相	V2	f _v	f _s	d	TS	X	Y	性質	備考
A	フェライト	0	0.65	0.08	<u>4.0</u>	63.2	<u>48.5</u>	0.60	良好	比較例
A	ベイト	0	0.34	0.05	0.8	67.2	51.2	0.61	良好	発明例
B	フェライト	0	0.06	0.02	<u>2.8</u>	59.2	46.3	0.60	良好	比較例
B	フェライト	0	0.05	0.02	0.9	64.8	52.9	0.64	良好	発明例
C	ベイト	0	0.02	0.01	0.4	60.9	56.8	0.65	良好	発明例
D	ベイト	0	0	0	?	66.9	58.3	0.66	良好	発明例
E	フェライト	0	0.82	0.01	0.2	65.2	52.6	0.65	良好	発明例
F	フェライト	0	0.35	0.02	0.3	70.3	56.2	0.65	良好	発明例
G	ベイト	0	0.03	0.01	0.2	68.3	52.1	0.66	良好	発明例
H	ベイト	0	0.04	0.01	0.1	72.1	58.5	0.66	良好	発明例
I	ベイト	0	0.04	0.01	0.1	63.5	59.3	0.65	良好	発明例
J	ベイト	0	0.11	0.02	0.6	75.9	62.6	0.64	良好	発明例
K	ベイト	0	0.26	0.06	0.3	85.4	66.7	0.67	良好	発明例
L	ベイト	0	0.08	0.03	0.3	86.7	54.3	0.65	良好	発明例
M	フェライト	0	0.35	0.04	0.5	66.3	52.6	0.63	良好	発明例
N	ベイト	0	0.29	0.02	0.1	67.2	55.2	0.66	良好	発明例
O	ベイト	0	0.01	0.01	0.1	80.6	65.0	0.65	良好	発明例
P	フェライト	0	0.09	0.02	0.6	68.2	52.0	0.62	良好	発明例
Q	ベイト	0	0	0	?	85.2	63.4	0.66	良好	発明例
R	ベイト	<u>5</u>	0.79	<u>0.22</u>	<u>3.2</u>	70.6	<u>48.9</u>	<u>0.55</u>	良好	比較例
S	フェライト	<u>8</u>	1.13	<u>0.29</u>	<u>2.9</u>	63.8	<u>46.8</u>	<u>0.58</u>	良好	比較例
T	フェライト	0	0.88	<u>0.23</u>	<u>5.1</u>	51.3	<u>46.0</u>	<u>0.57</u>	良好	比較例
U	ベイト	0	0.52	0.06	0.6	76.8	<u>48.7</u>	0.60	良好	比較例
V	フェライト	0	0.06	0.02	0.2	69.5	56.2	0.65	不良	比較例

【0040】※ A式MIN, A式MAXはA式で示されるSTの上限および下限温度

※ B式MAXはB式で示されるSTの上限温度

※ *は対象成分の添加なし

※ A式, B式の列の○は条件範囲内、×は条件範囲外、*は対象成分の添加なし

※ d(粒界鉄炭化物の最大粒子径)の列の?は測定不能もしくは該当粒子なし

※ 表中*1はV/C, *2は(Ti+Nb)/C

※ 下線は本発明の範囲外

【0041】

【発明の効果】以上述べたように、本発明は自動車等の構造物の中で特に疲労強度と穴掘り性に代表される局部変形能に優れた50~100kgf/mm² 溶融めっき*

*高強度鋼板とその製造方法を提供するもので、これらの鋼板を用いることによって自動車等の構造物の軽量化、省エネルギーおよび安全性の向上に大きく貢献することができる。

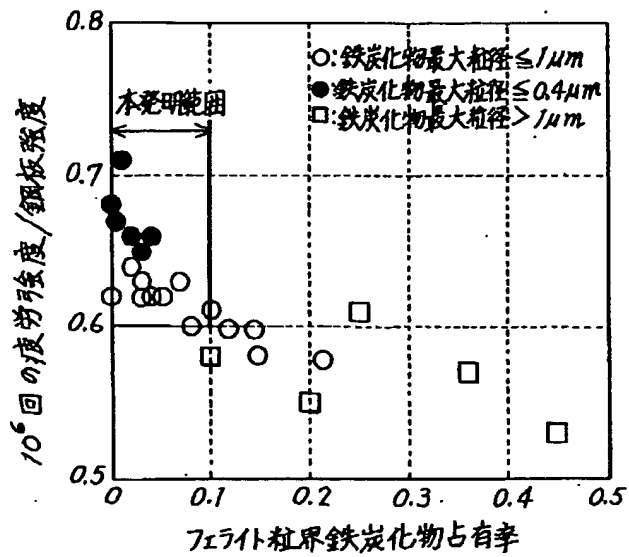
【図面の簡単な説明】

40 【図1】溶融めっき鋼板の疲労強度とフェライト粒界の鉄炭化物の占有率およびこれら鉄炭化物の最大粒子径との関係を示す図である。

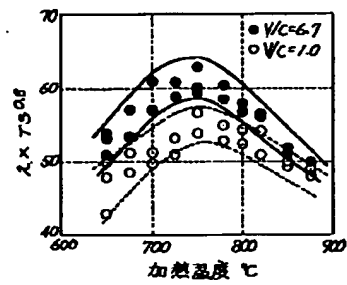
【図2】溶融めっき鋼板の穴広げ加工性とフェライト粒界の鉄炭化物の占有率およびこれら鉄炭化物の最大粒子径との関係を示す図である。

【図3】Vを添加した溶融めっき鋼板の穴広げ加工性に及ぼす溶融めっき工程の最大加熱温度とV/Cの効果を示す図である。

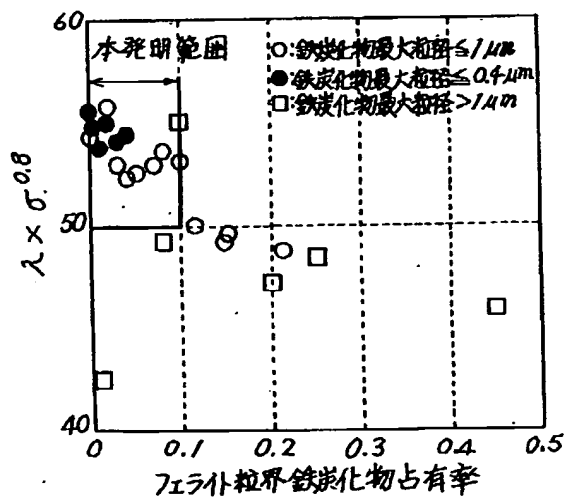
【図1】



【図3】



【図2】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁵

C 23 C 2/06

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所